

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 09-104921

(43)Date of publication of application : 22.04.1997

(51)Int.Cl.

C21D 8/10
B21C 37/08
C21D 8/02
C22C 38/00
C22C 38/14
C22C 38/58

(21)Application number 08-146029

(71)Applicant : NKK CORP

(22)Date of filing 07.06.1996

(72)Inventor : TOYODA SHUNSUKE
MITSUTSUJI HARUO
OMURA MASAKI

(30)Priority

Priority number : 07143207 Priority date : 09.06.1995 Priority country : JP
07201172 07.08.1995 JP

(54) ULTRAHIGH TENSILE STRENGTH ELECTRIC RESISTANCE WELDED TUBE AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce an ultrahigh tensile strength steel tube high in tensile strength, excellent in hydrogen delayed fracture resistance and moreover excellent in corrosion resistance.

SOLUTION: A steel slab contg., by weight, 0.10 to 0.19% C, 0.01 to 0.5% Si, 0.8 to 2.2% Mn, 0.01 to 0.06% Al, 0.005 to 0.03% Nb and 0.0005 to 0.0030% B and contg. <0.02% P, <0.003% S, <0.004% N and <0.015% Ti is soaked at 1150 to 1300° C and, thereafter, with the Ar3 point or above as the finishing temp., is coiled at 500 to 650° C to form into a hot rolled steel strip, which is subjected to pickling and cold rolling, is subsequently soaked under heating to 800 to 900° C in a continuous annealing furnace, is thereafter rapidly cooled and is moreover subjected to tempering treatment at 150 to 250° C. This steel strip is subjected to tube making at a width drawing rate Q satisfying $1000 \leq Q/(t/D)^2 \leq 3000$ to obtain the objective ultrahigh tensile strength steel tube, where $Q(\%) = [(\text{the width of the steel sheet} - \pi(D-t)) / \pi(D-t)] \times 100$, t(mm): the sheet thickness and D (mm): the outer diameter of the steel tube.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 26.01.2000

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C): 1998,2000 Japanese Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-104921

(43) 公開日 平成9年(1997)4月22日

(51) Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/10		9270-4K	C 2 1 D 8/10	C
B 2 1 C 37/08			B 2 1 C 37/08	F
C 2 1 D 8/02		9270-4K	C 2 1 D 8/02	B
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
38/14			38/14	

審査請求 未請求 請求項の数9 O L (全 16 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願平8-146029	(71) 出願人	000004123 日本鋼管株式会社 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号
(22) 出願日	平成8年(1996)6月7日	(72) 発明者	豊田 俊介 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日 本鋼管株式会社内
(31) 優先権主張番号	特願平7-143207	(72) 発明者	三辻 晴夫 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日 本鋼管株式会社内
(32) 優先日	平7(1995)6月9日	(72) 発明者	大村 雅紀 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日 本鋼管株式会社内
(33) 優先権主張国	日本 (J P)	(74) 代理人	弁理士 鈴江 武彦 (外4名)
(31) 優先権主張番号	特願平7-201172		
(32) 優先日	平7(1995)8月7日		
(33) 優先権主張国	日本 (J P)		

(54) 【発明の名称】 超高張力電縫鋼管およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 引張強度が高く、耐水素遅れ割れ特性に優れた、またはこれに加えて耐食性にも優れた超高張力電縫鋼管およびその製造方法を提供すること。

【解決手段】 重量で、C:0.10~0.19%、Si:0.01~0.5%、Mn:0.8~2.2%、Al:0.01~0.06%、Nb:0.005~0.03%、B:0.0005~0.0030%を含み、P:0.02%以下、S:0.003%以下、N:0.004%以下、Ti:0.015%以下である鋼スラブを1150~1300℃で均熱した後、A_{r3}点以上を仕上温度とし、500~650℃で巻取って熱延鋼帯とし、酸洗冷圧後、連続焼鈍炉で800~900℃に均熱加熱後急冷し、さらに150~250℃で焼戻し処理を行い、この鋼帯を $1000 \leq Q / (t/D)^2 \leq 3000$ を満たす幅絞り率Qで造管し、超高張力電縫鋼管を得る。ただし、Q(%) = [{ 鋼板の幅 - π (D - t) } / π (D - t) } × 100、t (mm) : 板厚、D (mm) : 鋼管外径。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、C：0.10～0.19%、Si：0.01～0.5%、Mn：0.8～2.2%、Al：0.01～0.06%、Nb：0.005～0.03%、B：0.0005～0.0030%を含み、P：0.02%以下、S：0.003%以下、N：0.005%以下、Ti：0.015%以下である鋼スラブを1150～1300℃で均熱した後、このスラブに対して Ar_3 点以上を仕上温度とする熱間圧延を施し、500～650℃で巻取って熱延鋼帯とし、この熱延鋼板を酸洗冷圧後、連続焼鈍炉で800～900℃に均熱加

$$Q = \left[\frac{\text{鋼板の幅} - \pi(D-t)}{2} \right] / \pi(D-t) \times 100 \cdots (1)$$

【請求項2】 さらに、重量%で、Cu：0.05～0.50%を含み、Ni：0.1%以下であることを特徴とする請求項1に記載の超高張力電縫鋼管の製造方法。

【請求項3】 重量%で、C：0.10～0.19%、Si：0.01～0.5%、Mn：0.8～2.2%、Al：0.01～0.06%、Cr：0.05～0.6%、を含み、P：0.02%以下、S：0.003%以下、N：0.005%以下、である鋼スラブに対し、前記鋼の Ar_3 変態点の温度を T_{Ar_3} としたとき、仕上げ温度 T_f が $(T_{Ar_3} + 30) \sim (T_{Ar_3} + 100)$ ℃の温度範囲になるように仕上げ温度 T_f を制御し

$$Q = \left[\frac{\text{鋼板の幅} - \pi(D-t)}{2} \right] / \pi(D-t) \times 100 \cdots (2)$$

【請求項4】 さらに、重量%で、Nb：0.005～0.03%、V：0.005～0.03%のうち少なくとも1種を含有することを特徴とする請求項3に記載の超高張力電縫鋼管の製造方法。

【請求項5】 さらに、重量%で、B：0.0005～0.0030%を含有することを特徴とする請求項3または請求項4に記載の超高張力電縫鋼管の製造方法。

【請求項6】 さらに、重量%で、Cu：0.05～0.50%を含有することを特徴とする請求項3ないし請求項5のいずれか1項に記載の超高張力電縫鋼管の製造方法。

【請求項7】 さらに、重量%で、Ni：0.3%以下であることを特徴とする請求項6に記載の超高張力電縫鋼管の製造方法。

【請求項8】 重量%で、C：0.13～0.19%、Mn：1.0～2.0%、Cu：0.05～0.50%を含有し、焼入れ熱処理によって得られた80～100%のマルテンサイトあるいは焼戻しマルテンサイト組織を有することを特徴とする、引張強度 $980 \text{ N} \cdot \text{mm}^2$ 以上の超高張力電縫鋼管。

【請求項9】 さらに、重量%で、Ni：0.10%以下、Mo：0.30%以下であることを特徴とする請求項8に記載の超高張力電縫鋼管。

【発明の詳細な説明】

【0001】

熱後急冷し、さらに150～250℃で焼戻し処理を行い、得られた鋼板を以下の(1)式を満たす幅絞り率 Q で造管し、80～100%焼戻しマルテンサイト+残留フェライト組織よりなる引張強度 $980 \text{ N} \cdot \text{mm}^2$ 以上の電縫鋼管を得ることを特徴とする超高張力電縫鋼管の製造方法。

$$1000 \leq Q = \left(t/D \right)^2 \leq 3000 \cdots (1)$$

ただし、 t (mm)：鋼板の板厚、 D (mm)：電縫鋼管の外径、 Q (%)は幅絞り率で、以下の式(2)で定義される。

$$Q = \left[\frac{D-t}{D} \right] \times 100 \cdots (2)$$

で熱間圧延を施し、その熱間圧延の際に、 $T_f \sim (T_f + 30)$ ℃の温度範囲で30%以上の圧下率を与え、熱間圧延後直ちに60～200℃/secの冷却速度で150～250℃の温度範囲の温度 T_c まで冷却した後、150℃以上 T_c 以下の温度範囲に2秒以上滞留させ、150℃未満の温度で巻取って熱延鋼板とし、この熱延鋼板を以下の(1)式を満たす幅絞り率 Q で造管することを特徴とする超高張力電縫鋼管の製造方法。

$$1000 \leq Q = \left(t/D \right)^2 \leq 3000 \cdots (1)$$

ただし、 t (mm)：鋼板の板厚、 D (mm)：電縫鋼管の外径、 Q (%)は幅絞り率で、以下の式(2)で定義される。

$$Q = \left[\frac{D-t}{D} \right] \times 100 \cdots (2)$$

【発明が属する技術分野】本発明は、トアインハクトビームなどの自動車用部材、さらには機械構造用部材、土木建築用部材に用いられる超高張力電縫鋼管およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】自動車などの車両ドア内部には、安全性の観点からトアインハクトビームと呼ばれる補強材が設けられている。従来のトアインハクトビームには、高張力冷延鋼板のプレス成型品が用いられることが多かったが、近年、軽量化のために、引張強度が $980 \text{ N} \cdot \text{mm}^2$ 以上の著しい強度の高い高張力電縫鋼管が採用されるようになってきている。

【0003】これまで、超高張力鋼管に関しては、特開平4-205032号、特開平4-131327号、特開平4-187319号、特開平6-57375号、特開平6-88129号、特開平6-179913号の各公報に開示されている、所定の化学成分を有する鋼を引張強度 $980 \text{ N} \cdot \text{mm}^2$ 以上の高張力鋼板とした後、電縫溶接し高強度電縫鋼管を得る方法が提案されている。

【0004】また、特開平3-122219号、特開平4-63227号の各公報に開示されている、所定の化学成分を有する鋼管に焼入れ処理を行い、引張強度 $1180 \text{ N} \cdot \text{mm}^2$ 以上の高張力電縫鋼管を得る方法が提案されている。

【0005】

【解決しようとする課題】上記特開平4-205032号、特開

平4-131327号、特開平4-187319号、特開平6-57375号、特開平6-88129号、特開平6-179913号の各公報などに示された方法は、造管に伴い残留歪みが存在するため、その実用に際しては水素遅れ割れに対する配慮が必要である。

【0006】しかし、これまでに示された方法では、水素遅れ割れに対する配慮がなされていないか、あるいはなされていても十分でなく、したがって超高張力電縫鋼管の需要拡大が制限されている。

【0007】一方、特開平3-122219号、特開平4-63227号の各公報に示された方法は、引張の残留歪みはないものの、その使用中に腐食が進むと管体強度が低下することが問題である。

【0008】本発明はかかる事情に鑑みてなされたものであって、引張強度が高く、耐水素遅れ割れ特性に優れた、またはこれに加えて耐食性にも優れた超高張力電縫鋼管およびその製造方法を提供することを目的とする。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、前記目的を達成するために多くの実験的検討を行った結果、鋼成分の調整、および鋼板の熱処理条件および造管条件を適正化して組織を調整することにより耐水素遅れ割れ特性に優れた、またはこれに加えて耐食性にも優れた超高張力電縫鋼管を得ることが可能となるという知見を得た。

【0010】本発明はこのような知見に基づいてなされたものであり、第1に、重量%で、C:0.10~0.19%、Si:0.01~0.5%、Mn:0.8~2.2%、Al:0.01~0.06%、Nb:0.005~0.03%、B:0.0005~0.0030%を含み、P:0.02%以下、S:0.003%以下、N:0.005%以下、Ti:0.015%以下である鋼スラブを1150~1300℃で均熱した後、このス

$$Q = \left[\frac{\text{鋼板の幅} - \pi(D - t)}{\pi(D - t)} \right] \cdot 100 \quad \cdots (2)$$

第3に、重量%で、C:0.13~0.19%、Mn:1.0~2.0%、Cu:0.05~0.50%を含有し、焼入れ熱処理によって得られた80~100%のマルテンサイトあるいは焼戻しマルテンサイトを有することを特徴とする、引張強度980N/mm²以上の超高張力電縫鋼管を提供する。

【0013】

【発明の実施の形態】本発明の超高張力電縫鋼管は、鋼の成分組成および組織を制御することによりはじめて達成されるものである。本発明の第1実施形態および第2実施形態はそのために特定の成分組成の鋼板の熱処理条件および造管条件等を規定するものであり、第3実施形態は鋼の成分組成および組織自体を規定するものである。

【0014】以下、各実施形態について詳細に説明する。

(1) 第1実施形態

スラブに対してAr₃点以上を仕上温度とする熱間圧延を施し、500~650℃で巻取って熱延鋼帯とし、この熱延鋼帯を酸洗圧延後、連続焼鈍炉で800~900℃に均熱加熱後急冷し、さらに150~250℃で焼戻し処理を行い、得られた鋼板を以下の(1)式を満たす幅絞り率Qで造管し、80~100%焼戻しマルテンサイト+残留フェライト組織よりなる引張強度980N/mm²以上の電縫鋼管を得ることを特徴とする超高張力電縫鋼管の製造方法を提供する。

【0011】第2に、重量%で、C:0.10~0.19%、Si:0.01~0.5%、Mn:0.8~2.2%、Al:0.01~0.06%、Cr:0.05~0.6%、を含み、P:0.02%以下、S:0.003%以下、N:0.005%以下、である鋼スラブに対し、前記鋼のAr₃変態点の温度をTAr₃としたとき、仕上げ温度Tfが(TAr₃+30)~(TAr₃+100)℃の温度範囲になるように仕上げ温度Tfを制御して熱間圧延を施し、その熱間圧延の際に、Tf~(Tf+30)℃の温度範囲で30%以上の圧下率を与え、熱間圧延後直ちに60~200℃/secの冷却速度で150~250℃の温度範囲の温度Tcまで冷却した後、150℃以上Tc以下の温度範囲に2秒以上滞留させ、150℃未満の温度で巻取って熱延鋼板とし、この熱延鋼板を以下の(1)式を満たす幅絞り率Qで造管することを特徴とする超高張力電縫鋼管の製造方法を提供する。

【0012】

$$1000 \leq Q \cdot \left(\frac{t}{D} \right)^2 \leq 3000 \quad \cdots (1)$$

ただし、t(mm):鋼板の板厚、D(mm):電縫鋼管の外径、Q(%)は幅絞り率で、以下の式(2)で定義される。

(化学組成) 引張強度が980N/mm²以上で、しかも優れた耐水素遅れ割れ特性を得るために、C:0.10~0.19%、Si:0.01~0.5%、Mn:0.8~2.2%、Al:0.01~0.06%、Nb:0.005~0.03%、B:0.0005~0.0030%を含み、さらにP:0.02%以下、S:0.003%以下、N:0.005%以下、Ti:0.015%以下に制限した組成に規定する。また、Cu:0.05~0.50%が選択成分として添加される。その場合に、Niを添加することがあるか、Ni:0.10%以下とする。

【0015】以下、各元素の限定理由について説明する。

C: Cは所望のマルテンサイトを生成させ、目標とする強度を確保するために必要な元素である。しかし、含有量が0.10%未満であると目標とする980N/mm²以上の強度が得られず、一方、含有量が0.19%

を超えると、引張強度が高くなりすぎるか、あるいは焼戻し時に析出する炭化物サイズが大きくなり、いずれにせよ耐水素遅れ割れ特性が劣化する。したがってCの含有量を0.10~0.19%とする。

【0016】Si: Siは電縫溶接部の健全性を確保するために添加され、その効果はその含有量が0.01~0.5%で発揮されるため、Siの含有量を0.01~0.5%とする。

【0017】Mn: Mnはオーステナイトの焼入れ性を向上させて所望のマルテンサイトを生成させ、目標とする強度を確保するために必要な元素である。しかし、含有量が0.8%未満であると目標とする980N/mm²以上の強度が得られず、一方、含有量が2.2%を超えると耐水素遅れ割れ特性が劣化する。したがって、Mnの含有量を0.8~2.2%とする。

【0018】Al: Alは脱酸元素として添加され、また鋼中の不純物として存在するNをAlNとして固定し、耐水素遅れ割れ特性を向上させる。しかし、その添加効果は0.01%未満では少なく、一方0.06%を超えると介在物が増加し、耐水素遅れ割れ特性が劣化する。したがってAlの含有量を0.01~0.06%とする。

【0019】Nb: Nbは連続焼鈍法における加熱時のオーステナイト粒成長を抑制し、マルテンサイト組織を微細化し、耐水素遅れ割れ特性を向上させる元素である。その添加効果は0.005%以上で認められ、一方、0.02%を超えて添加しても添加効果が飽和する。したがって、Nbの含有量を0.005~0.02%とする。

【0020】B: Bは所望のマルテンサイトを生成させ、目標とする強度を確保するために必要な元素である。しかし、添加量が0.0005%未満であると目標とする980N/mm²以上の強度が得られず、一方、添加量が0.0030%を超えても添加効果が飽和する。したがって、Bの含有量を0.0005~0.0030%とする。

【0021】P: Pは耐遅れ破壊特性を劣化させるため、0.02%以下に規制することが必要である。S: Sは介在物として存在し、耐水素遅れ割れ特性を劣化させるため、0.003%以下に規制することが必要である。

【0022】N: Nが0.005%を超えて含まれると耐水素遅れ割れ特性が低下するため、0.005%以下に規制することが必要である。

Ti: Tiは粗大な炭化物として析出すると、耐水素遅れ割れ特性を低下させるので、添加しないことが望ましい。しかし、固溶NをTiNとして固定し、Bの焼入れ性を確保するためにやむなく添加する場合には、その添加量を0.015%以下とする必要がある。

【0023】Cu: Cuは鋼管の腐食の進行を抑制

し、かつ鋼管中の水素の侵入を抑制し、耐水素遅れ割れ特性を向上させる元素である。その添加効果は0.05%以上で認められ、一方0.50%を超えて添加しても添加効果が飽和する。したがって、Cuを添加する場合にはその含有量を0.05~0.50%とする。

【0024】図1にCu添加量と割れ発生限界付加歪み($\Delta\epsilon$)の変化量との関係を示す。この図から、Cu添加によって割れ発生限界付加歪み($\Delta\epsilon$)が増大し、水素遅れ割れが抑制されることが理解される。

【0025】Ni: Niは製造偏析によって局所的な腐食を助長し、耐水素遅れ割れ特性を低下させるため添加しないことが望ましい。しかし、熱延時のCu疵を回避するためにやむなく添加する場合には、含有量を耐水素遅れ割れ特性の低下が著しくない0.10%以下とする。

【0026】図2にNi添加量と割れ発生限界付加歪み($\Delta\epsilon$)の変化量との関係を示す。この図から、Ni添加によって割れ発生限界付加歪み($\Delta\epsilon$)が減少し、水素遅れ割れが助長されることが理解される。

【0027】(製造条件) 上記化学組成の鋼スラブを1150~1300℃で均熱した後、このスラブに対してAr₃点以上を仕上温度とする熱間圧延を施し、500~650℃で巻取って熱延鋼帯とし、この熱延鋼帯を酸洗圧延後、連続焼鈍法で800~900℃に均熱加熱後急冷し、さらに150~250℃で焼戻し処理を行い、得られた鋼板を以下の(1)式を満たす幅絞り率Qで造管し、80~100%焼戻しマルテンサイト+残留フェライト組織とする。

【0028】A. 熱間圧延条件

a. スラブ加熱温度

スラブ加熱温度はNbを固溶させるために1150℃以上である必要がある。スラブ加熱温度が1150℃に満たないと、連続焼鈍法における加熱時にNbが十分なsolute drag 効果を発揮しないため、マルテンサイト組織が微細とはならず、Nb添加による耐水素遅れ割れ特性の向上効果が得られない。一方、操業性の観点からスラブ加熱温度の上限を1300℃とする。

【0029】b. 仕上圧延温度

仕上圧延温度はAr₃点以上である必要がある。仕上圧延温度がAr₃点以下であると、フェライト変態部でのNb炭窒化物の歪誘起析出により、連続焼鈍法における加熱時にNbが十分なsolute drag 効果を発揮しないため、マルテンサイト組織が微細とはならず、Nb添加による耐水素遅れ割れ特性の向上効果が得られない。

【0030】c. 巻取温度

巻取温度は500~650℃とする。巻取温度が650℃を超えるとNb炭化物が粗大化し、連続焼鈍法における加熱時に再固溶せず、十分なsolute drag 効果を発揮しないため、マルテンサイト組織が微細とはならず、Nb添加による耐水素遅れ割れ特性の向上効果が得られない。

い。一方、巻取温度が500℃未満であると熱延鋼帯が硬質化し、操業上問題となる。

【0031】B. 連続焼鈍材での熱処理条件

a. 加熱温度

連続焼鈍材における加熱温度は800～900℃とする。800℃未満では急冷後に十分な量のマルテンサイト量が得られず、目標とする強度が得られない。一方、900℃を越えると加熱時のオーステナイト粒粗大化により、微細なマルテンサイト組織が得られず、耐水素遅れ割れ特性が低下する。

【0032】b. 焼戻し熱処理条件

加熱-急冷により得られた80～100%マルテンサイト+残留フェライト組織とされた鋼帯は、150～250℃の温度範囲で焼戻し処理を行う。焼戻し温度150

$$Q = \left\{ \frac{\text{鋼板の幅} - \pi(D-t)}{2} \right\} \div \pi(D-t) \times 100 \quad \cdots (1)$$

図3に $Q = \left\{ \frac{\text{鋼板の幅} - \pi(D-t)}{2} \right\} \div \pi(D-t) \times 100$ と水素遅れ割れ発生限界付加歪み $\Delta\epsilon_c$ の関係を示す。本発明者らは造管条件と耐水素遅れ割れ特性に関する多くの実験的検討を行った結果、図3に示すように、鋼管の水素遅れ割れ発生限界付加歪みは幅絞り率 Q が1000 $\left(\frac{t}{D} \right)^2 \sim 3000 \left(\frac{t}{D} \right)^2$ の間でピークを持ち、幅絞り率をこの範囲に制御することで優れた耐水素遅れ割れ特性を有する鋼管が得られることを見出した。この適正幅絞り率は製品(板厚/外径)比により異なり、優れた耐水素遅れ割れ特性を有する鋼管を得るためには(板厚/外径)比ごとに異なる幅絞り率をとる必要がある。

【0035】鋼管の耐水素遅れ割れ特性が、幅絞り率 $Q = 1000 \left(\frac{t}{D} \right)^2 \sim 3000 \left(\frac{t}{D} \right)^2$ の間でピークを持つ理由は次のように考えられる。すなわち、幅絞り率が1000 $\left(\frac{t}{D} \right)^2$ に満たない場合には、

$$\Delta\epsilon = (4 \cdot 10^6 \cdot t \cdot \delta) \div (\pi \cdot D \cdot (D-t)) \quad \cdots (3)$$

ここで、 t は板厚、 D は切出し前の鋼管の外径、 δ は $D - (\text{付加歪み付加後の外径})$ である。

【0038】以上のような方法によって80～100%焼戻しマルテンサイト+残留フェライト組織を形成することにより、耐水素遅れ割れ特性に優れた引張強度980N/mm²以上の電縫鋼管が製造される。

【0039】(2)第2実施形態

(化学組成) 引張強度が980N/mm²以上で、しかも優れた耐水素遅れ割れ特性を得るために、重量%で、C:0.10～0.19%、Si:0.01～0.5%、Mn:0.8～2.2%、Al:0.01～0.06%、Cr:0.05～0.6%、を含み、P:0.02%以下、S:0.003%以下、N:0.005%以下に制限した組成に規定する。また、Nb:0.005～0.03%、V:0.005～0.03%のうち少なくとも1種、B:0.0005～0.0030%、Cu:0.05～0.50%が選択成分として添加される。また、Cuを添加した場合に、Niを添加することがあるが、Ni:0.30%以下とする。

で未満ではマルテンサイト変態歪が残存し、造管後の耐水素割れ性が低下する。一方、焼戻し温度が250℃を超えると、焼戻しに伴い析出するセクタイト相が粗大となり、耐遅れ破壊特性が低下する。

【0033】C. 造管条件

電縫溶接-サイジングの造管工程における幅絞りは、鋼管の耐水素遅れ割れ特性を良好にせしめるための重要な要件であり、このためには幅絞り率 Q を(1)式で示される範囲内に制御した上で造管を行う。

【0034】

$$1000 \leq Q = \left\{ \frac{\text{鋼板の幅} - \pi(D-t)}{2} \right\} \div \pi(D-t) \times 100 \leq 3000 \quad \cdots (1)$$

ただし、 t (mm):鋼板の板厚、 D (mm):電縫鋼管の外径、 Q (%)は幅絞り率で、以下の式(2)で定義される。

$$Q = \left\{ \frac{\text{鋼板の幅} - \pi(D-t)}{2} \right\} \div \pi(D-t) \times 100 \quad \cdots (2)$$

鋼管の最大残留歪みが増大し、鋼管の耐水素遅れ割れ特性が劣化し、逆に、幅絞り率が3000 $\left(\frac{t}{D} \right)^2$ を越える場合には、造管にともない造管圧延集合組織が形成され、鋼管の耐水素遅れ割れ感受性が高まり鋼管の耐水素遅れ割れ特性が劣化する。

【0036】なお、水素遅れ割れ発生限界付加歪み $\Delta\epsilon_c$

は、電縫鋼管より幅20mmのC-リング試験片を切出し、切出し前の外径までボルト締めを行い鋼管の残留歪み相当の歪みを加えた後、さらに以下の(3)式で計算される付加歪み($\Delta\epsilon$)を加えて0.1N塩酸中に200時間浸漬し割れ発生有無を調べた際における、割れが発生する限界の付加歪みを指す。この値を耐水素遅れ割れ特性の指標とする。すなわち、この値が高いほど耐水素遅れ割れ特性にとっては好ましい。

【0037】

$$\Delta\epsilon = (4 \cdot 10^6 \cdot t \cdot \delta) \div (\pi \cdot D \cdot (D-t)) \quad \cdots (3)$$

【0040】以下、各元素の限定理由について説明する。C、Si、Mn、Alの限定理由は上記第1実施形態と同様である。

Cr:Mnとの相互作用により鋼の焼入性を上げ、目標とする強度を確保するための元素である。その含有量が0.05%未満であるとその効果が乏しく、一方0.6%を超えると耐水素遅れ割れ特性が劣化する。したがって、Crの含有量を0.05～0.6%とする。

【0041】P、S、Nについては、第1実施形態と同様の理由で上記範囲に制限される。

Nb、V:Nb、Vはいずれも変態前のオーステナイト粒を微細化し、変態後のマルテンサイトハケットを微細化することができるので、耐水素遅れ割れ特性の向上に好ましい元素である。しかし、それぞれ0.005%未満ではその効果は少なく、一方0.03%を超えて添加すると、耐水素遅れ割れ特性がかえって劣化する。したがって、Nb、Vの含有量をそれぞれ0.005～0.03%とする。

【0042】B:Bは所望のマルテンサイトを生成さ

せ、目標とする強度を確保するために必要に応じて添加される。しかし、添加量が0.0005%未満であると目標とする 980 N/mm^2 以上の強度が得られず、一方添加量が0.0030%を超えても添加効果が飽和する。したがって、Bの含有量を添加する場合には0.0005~0.0030%とする。

【0043】Cuについては、第1実施形態と同様の理由で添加する場合には0.05~0.50%の範囲とする。Cu量を増加すると、場合によってはCu疵と呼ばれる表面欠陥が発生することがあり、これはNi添加によって防止することができるが、Niは耐水素遅れ割れ特性にとって有害な元素であるため、その添加量を0.3%以下に制限されることが好ましい。

【0044】（製造条件）上記組成の鋼スラブに対し、その鋼の A_{r3} 変態点の温度を T_{Ar3} としたとき、仕上げ温度 T_f が $(T_{Ar3} + 30) \sim (T_{Ar3} + 100)$ ℃の温度範囲になるように仕上げ温度 T_f を制御して熱間圧延を施し、その熱間圧延の際に、 $T_f \sim (T_f + 30)$ ℃の温度範囲で30%以上の圧下率を与え、熱間圧延後直ちに $60 \sim 200$ ℃/sの冷却速度で $150 \sim 250$ ℃の温度範囲の温度 T_c まで冷却した後、 150 ℃以上 T_c 以下の温度範囲に2秒以上滞留させ、 150 ℃未満の温度で巻取って熱延鋼板とし、この熱延鋼板を上記（1）式を満たす幅絞り率 Q で造管する。

【0045】A. 熱延条件

a. 仕上温度

仕上げ温度 T_f は $(T_{Ar3} + 30) \sim (T_{Ar3} + 100)$ ℃の温度範囲とする。仕上温度が $(T_{Ar3} + 30)$ ℃未満であると、 980 N/mm^2 以上の強度を得るためのマルテンサイトの体積率が得られない。一方、 $(T_{Ar3} + 100)$ ℃を超えると、マルテンサイトバケットが粗大化し、耐水素遅れ割れ特性が低下する。

【0046】b. 圧下条件

マルテンサイトを微細にし、耐水素遅れ割れ特性を良好にするためには、熱間圧延終了直前における強圧下が必要である。このため、 $T_f \sim (T_f + 30)$ ℃の温度範囲で30%以上の圧下率を与えて熱間圧延を行う。

【0047】B. 熱間圧延後の冷却条件

熱間圧延後直ちに $60 \sim 200$ ℃/sの冷却速度で $150 \sim 250$ ℃の温度範囲の T_c まで急冷する。これにより 980 N/mm^2 以上の強度を得るためのマルテンサイト体積率を確保することができる。冷却速度が 60 ℃/s未満であると所望の体積率のマルテンサイトを得ることができない。また冷却速度が 200 ℃/sを超えると操業上のトラブルを生じる。冷却停止温度については 250 ℃よりも高いと所望の体積率のマルテンサイトが得られない。

【0048】このように急冷した後は、 150 ℃以上 T_c 以下の温度範囲に2秒以上滞留させる。これにより、硬質な焼戻しマルテンサイトが生成される。図4に急冷

された鋼板を $150 \sim 250$ ℃の温度範囲で保持したときの保持時間と水素遅れ割れ発生限界付加歪み $\Delta \epsilon_c$ との関係を示す。この図から、2秒以上の保持によって安定して $2000\text{ }\mu\text{m}$ に近い高い水素遅れ割れ発生限界付加歪み $\Delta \epsilon_c$ が得られることがわかる。2秒未満では焼入れ歪みが残存するため、 $1900\text{ }\mu\text{m}$ 以上の高い $\Delta \epsilon_c$ を安定して得ることができない。

【0049】C. 巻取温度

巻取は 150 ℃未満の温度で行う。この温度が 150 ℃以上では、硬質な焼戻しマルテンサイト相とならず、 980 N/mm^2 以上の強度が得られない。

【0050】D. 造管条件

以上のような条件で製造された熱延鋼板を用いて超高張力電線鋼管に造管するが、その際に、上記第1実施形態と同様、上記（1）式を満たす必要がある。

【0051】（3）第3実施形態

（化学組成および組織）引張強度が 980 N/mm^2 以上で、しかも優れた耐水素遅れ割れ性および耐食性を得るために、C: 0.13~0.19%、Mn: 1.0~2.0%、Cu: 0.05~0.50%を含有する組成を有し、焼入れ熱処理によって得られた80~100%のマルテンサイトあるいは焼戻しマルテンサイト組織とする。また、Ni、Moを添加する場合にはNi: 0.1%以下、Mo: 0.3%以下に制限される。

【0052】以下、各元素の限定理由について説明する。

C: Cは所望のマルテンサイトを生成させ、目標とする強度を確保するために必要な元素である。しかし、含有量が0.13%未満であると目標とする 1180 N/mm^2 以上の強度が得られず、一方、含有量が0.19%を超えると、水素遅れ割れ、あるいは腐食による管体強度低下が助長され、耐久性が劣化する。したがってCの含有量を0.13~0.19%とする。

【0053】Mn: Mnは所望のマルテンサイトを生成させ、目標とする強度を確保するために必要な元素である。しかし、含有量が1.0%未満であると目標とする 1180 N/mm^2 以上の強度が得られず、一方、含有量が2.0%を超える耐水素遅れ割れ、あるいは腐食特性が劣化する。したがって、Mnの含有量を1.0~2.0%とする。

【0054】Cu: Cuは鋼管の水素遅れ割れ感受性を低め、さらに腐食による管体強度低下の進行を抑制し、超高張力電線鋼管の耐久性を向上させる元素である。その添加効果は0.05%以上で認められ、一方0.50%を超えて添加しても添加効果が飽和する。したがって、Cuを添加する場合にはその含有量を0.05~0.50%とする。

【0055】図5にCu添加量と腐食試験後の残留強度率との関係を示す。この図からCu添加によって残留強度率が増大し、鋼管の耐久性が増加することが理解され

る。なお、残留強度率は以下の式で表わすことができる。

$$\text{【0056】 残留強度率 (\%) = } \left\{ \frac{\text{浸漬試験後のTS (N/mm}^2\text{)}}{\text{浸漬試験前のTS (N/mm}^2\text{)}} \right\} \times 100$$

ここで、

浸漬試験前のTS (N/mm²) = 浸漬試験前の引張破断荷重 (N) / 浸漬試験前の管断面積 (mm²)

浸漬試験後のTS (N/mm²) = 浸漬試験後の引張破断荷重 (N) / 浸漬試験前の管断面積 (mm²)

である。

【0057】Ni: Niは鋳造偏析によって局所的な腐食を助長し、耐水素遅れ割れ特性を低下させるため添加しないことが望ましい。しかし、熱延時のCu疵を回避するためにやむなく添加する場合には、含有量を残留強度率の低下が著しくない0.10%以下とする。

【0058】Mo: Moは鋳造偏析によって局所的な腐食を助長し、耐水素遅れ割れ特性を低下させるため添加しないことが望ましい。しかし、焼入れ性を確保するためにやむなく添加する場合には、含有量を残留強度率の低下が著しくない0.30%以下とする。

【0059】図6にNi添加量と腐食試験後の残留強度との関係を示し、図7にMo添加量と腐食試験後の残留強度率との関係を示す。これらの図から0.1%以下のNiおよび0.3%以下のMoの添加によって残留強度率が減少し、鋼管の耐久性が低下することが理解される。

【0060】これら以外の元素は、鋼管の耐久性、すなわち耐水素遅れ割れ性および耐食性に対し、特に大きな影響を及ぼさず、したがってSi、P、Al、Nb、B、Ti、Crなどの合金添加元素を他の目的に従って

通常量適宜添加することは許容される。

【0061】以上の組成を有する鋼を焼入れ熱処理して80~100%のマルテンサイトあるいは焼戻しマルテンサイト組織とする。以上のような組成および組織とすることにより、引張強度980N/mm²以上で、耐久性、すなわち耐水素遅れ割れ性および耐食性に優れた超高張力電縫鋼管が得られる。

【0062】(製造条件) この第3実施形態に係る電縫鋼管を製造するに際しては、焼入れ熱処理によって80~100%のマルテンサイトあるいは焼戻しマルテンサイト組織が得られれば、その製造方法は限定されず、上記第1実施形態、第2実施形態の製造条件で製造することもできる。

【0063】

【実施例】以下、本発明の実施例について説明する。

(実施例1) 表1に示すA~Fの6種の鋼を溶製し、表2に示すように本発明で規定した熱延条件、連続焼鈍炉における熱処理条件、造管条件にて31.8mmφ・1.6mm tの電縫鋼管を作製した。

【0064】これらの鋼管の引張強度、三点曲げ最大荷重を測定するとともに、耐水素遅れ割れ試験を実施した。三点曲げ試験は押し金具半径=152mm、支持スパン=600mmで行った。耐水素遅れ割れ試験は、鋼管より幅20mmのCーリング試験片を切出し、切出し前の外径までボルト締めを行い鋼管の残留歪み相当の歪みを加えた後、さらに上記(3)式で計算される付加歪み(Δε)を加えて0.1N塩酸中に200時間浸漬し割れ発生有無を調べ、割れ発生限界付加歪みを耐水素遅れ割れ特性の指標とした。結果を表3に示す。

【0065】

【表1】

鋼	化 学 成 分 (wt%)													
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Cu	Ni	Ti	B	N		
A	0.12	0.38	1.40	0.01	0.001	0.03	0.015	tr	tr	0.011	0.0008	0.003	790	発 明 材
B	0.15	0.42	1.01	0.01	0.003	0.04	0.012	tr	tr	0.009	0.0012	0.003	780	
C	0.17	0.39	1.33	0.01	0.002	0.03	0.015	0.33	tr	tr	0.0018	0.002	760	
D	0.17	0.40	1.40	0.01	0.002	0.03	0.013	tr	tr	0.008	0.0012	0.003	760	
E	0.17	0.41	1.35	0.01	0.001	0.03	0.013	0.20	tr	0.010	0.0011	0.003	760	
F	0.23	0.41	1.90	0.01	0.002	0.03	tr	tr	tr	tr	tr	0.004	750	比 較 材

【0066】

【表2】

鋼 号	番 号	A _r 3 (°C)	熱延条件			連続焼鈍炉 熱処理条件		造管条件				ミクロ 組織	
			加熱 温度 (°C)	仕上 温度 (°C)	巻取 温度 (°C)	加熱 温度 (°C)	焼戻し 温度 (°C)	板厚 t (mm)	外径 D (mm)	壁厚 Q (%)	Q/ (t/D) ²	延伸率 (%)	
A	1	790	1240	830	630	890	200	1.6	31.8	4.9	1940	100	発明例
B	2	780	1230	860	620	860	190	1.6	31.8	4.9	1940	100	
C	3	760	1200	870	610	840	220	1.6	31.8	4.9	1940	100	
D	4	760	1180	850	590	850	220	1.6	31.8	4.9	1940	100	
E	5	760	1210	860	580	870	210	1.6	31.8	4.9	1940	100	
F	6	750	1250	860	610	880	220	1.6	31.8	4.9	1940	100	比較例

【表3】

【0067】

鋼 号	番 号	引張特性	三点曲げ特性	耐水素遅れ割れ特性	
		TS (MPa)	最大荷重 (kW)	割れ発生限界付加 歪み、 $\Delta\varepsilon$ (μ)	
A	1	1210	12.1	2140	発明例
B	2	1380	14.0	2140	
C	3	1490	14.8	3330	
D	4	1510	15.6	2140	
E	5	1500	15.5	3100	
F	6	1720	17.5	0	比較例

【0068】表3から理解されるように、本発明で規定する組成を満足する鋼A～Eは比較鋼Fに比べ、割れ発生限界歪みが高く、優れた耐水素遅れ割れ特性を示すことが確認された。

【0069】（実施例2）前記した鋼A～Eを用いて表4に示すような熱延条件、連続焼鈍炉における熱処理条

件、造管条件、（板厚/外径）比を種々変化させて電縫鋼管に造管した。これらの機械特性、耐水素遅れ割れ試験結果を表5に示す。

【0070】

【表4】

鋼	番 号	Ar 3 (°C)	熱延条件			連続焼鈍炉 熱処理条件		造管条件				ミクロ 組 織	
			加熱 温度 (°C)	仕上 温度 (°C)	巻取 温度 (°C)	加熱 温度 (°C)	焼戻し 温度 (°C)	板厚 t (mm)	外径 D (mm)	皺率 Q (%)	$Q/(t/D)^2$	マルテンサイト 分 率 (%)	
A	7	790	1200	860	520	880	220	2.0	31.8	6.0	1520	100	発明例
	8		1160	850	580	890	240	2.0	31.8	6.0	1520	100	
	9		1230	860	670	880	220	2.0	31.8	6.0	1520	100	比較例
	10		1220	840	590	890	180	2.0	31.8	2.0	510	100	
B	11	780	1210	830	600	810	210	1.6	38.1	2.0	1130	90	発明例
	12		1170	850	600	870	230	1.8	31.8	4.8	1500	100	
	13		1180	820	590	860	180	2.0	31.8	8.2	2070	100	
	14		1120	830	600	860	190	2.0	31.8	8.2	2070	100	比較例
	15		1280	750	620	880	200	2.0	31.8	6.0	1520	100	
C	16	760	1220	830	580	860	200	1.6	31.8	4.8	1900	100	発明例
	17		1250	820	570	840	220	2.0	31.8	9.0	2280	100	
	18		1250	830	550	760	210	1.6	31.8	4.8	1900	100	比較例
	19		1240	860	560	850	190	2.0	38.1	9.0	3270	100	
D	20	760	1250	840	610	860	210	1.6	31.8	3.2	1260	100	発明例
	21		1230	880	600	870	210	2.0	31.8	6.0	1520	100	
	22		1180	870	600	940	230	1.6	31.8	3.2	1260	100	比較例
	23		1190	830	540	850	340	2.0	31.8	6.0	1520	100	
E	24	760	1210	850	580	860	200	1.6	38.1	5.2	2950	100	発明例
	25		1210	840	560	880	200	1.8	31.8	6.0	1870	100	
	26		1230	850	620	870	230	2.0	38.1	2.8	1020	100	
	27		1210	880	630	860	220	2.0	31.8	5.2	1310	100	
	28		1240	860	590	870	20	1.6	31.8	2.8	1110	100	比較例
	29		1200	860	590	860	200	1.8	31.8	9.8	3060	100	
	30		1190	840	550	850	230	2.0	31.8	2.8	710	100	

【0071】

【表5】

鋼	番 号	引張特性	三点曲げ特性	耐水素遅れ割れ特性	
		TS (MPa)	最大荷重 (kW)	割れ発生限界付加 歪み、 $\Delta \varepsilon$ (μ)	
A	7	1220	11.0	2140	発明例
	8	1280	13.6	2140	
	9	1180	12.9	950	比較例
	10	1240	9.8	950	
B	11	1060	17.0	2380	発明例
	12	1290	14.7	2140	
	13	1350	16.8	2140	
	14	1320	14.2	950	比較例
	15	1390	16.6	950	
C	16	1480	22.1	3330	発明例
	17	1420	17.3	3330	
	18	890	24.3	3330	比較例
	19	1510	17.9	950	
D	20	1520	22.1	2140	発明例
	21	1490	17.3	2140	
	22	1480	24.3	950	比較例
	23	1500	17.9	950	
E	24	1530	15.4	3100	発明例
	25	1510	15.1	3100	
	26	1470	16.4	3100	
	27	1480	16.9	3100	
	28	1430	18.4	950	比較例
	29	1410	17.6	480	
	30	1500	18.2	950	

【0072】表5から理解されるように、熱延条件、連続焼鈍炉における熱処理条件、造管条件が本発明で規定した条件を満たしている実施例の電縫鋼管は、引張強度が 980 N/mm^2 以上でかつ割れ発生限界歪みが高く、優れた耐水素遅れ割れ特性を有することが確認された。

【0073】（実施例3）表6に示すG～Lの6種の鋼

を溶製し、表7に示すように本発明で規定した熱延条件および造管条件にて $34.8\text{ mm}\phi \times 2.3\text{ mm t}$ の電縫鋼管を作製した。そして、これら鋼管の引張強度および耐水素割れ特性の指標である水素遅れ割れ発生限界付加歪み $\Delta \varepsilon_c$ を測定した。結果を表8に示す。

【0074】

【表6】

鋼	化 学 成 分 (wt%)												備 考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Ni	Nb	V	N	
G	0.12	0.42	1.90	0.01	0.002	0.03	0.47	0.02	0.01	0.000	0.000	0.003	発明材
H	0.15	0.41	1.51	0.01	0.003	0.04	0.42	0.30	0.02	0.000	0.000	0.003	
I	0.15	0.40	1.80	0.01	0.002	0.03	0.46	0.01	0.01	0.010	0.000	0.004	
J	0.18	0.38	1.79	0.01	0.002	0.03	0.46	0.01	0.01	0.000	0.000	0.003	
L	0.18	0.41	1.81	0.01	0.001	0.03	0.44	0.22	0.01	0.000	0.000	0.003	
K	0.23	0.40	1.82	0.01	0.002	0.03	0.02	0.01	0.02	0.000	0.000	0.003	比較材

【0075】

【表7】

鋼	番 号	Ar3 温度 (℃)	熱 延 条 件					造 管 条 件				組 織	備 考
			仕上 温度 (℃)	30% 圧下 温度 (℃)	冷却 速度 ℃/s	保持 時間 (s)	巻取 温度 (℃)	板厚 t (mm)	外径 D (mm)	幅紋 り率 Q (%)	Q/ (t/D) ²	焼戻し マルテンサイト 分 率 (%)	
G	1	820	900	925	130	2.5	80	2.3	34.0	6.5	1420	100	発明例
H	2	810	910	940	120	2.3	70	2.3	34.0	6.5	1420	100	
I	3	810	880	905	125	2.8	60	2.3	34.0	6.5	1420	100	
J	4	800	890	915	110	2.2	70	2.3	34.0	6.5	1420	100	
K	5	800	870	890	115	2.3	50	2.3	34.0	6.5	1420	100	
L	6	790	890	910	120	2.1	50	2.3	34.0	6.5	1420	100	比較例

【0076】

【表8】

鋼	番 号	引張特性	耐水素遅れ割れ特性	備 考
		TS (N/mm ²)	割れ発生限界付加 歪み、 $\Delta\epsilon$ (μ)	
A	1	1180	1900	発明例
B	2	1360	2860	
C	3	1390	1900	
D	4	1480	1900	
E	5	1500	2380	
F	6	1640	0	比較例

【0077】表8に示すように、本発明で規定する組成を満足する鋼G～Jは、いずれも980N/mm²以上

の強度を示し、かつ1900 μ m以上の高い水素遅れ割れ発生限界付加歪み $\Delta\epsilon_c$ が安定して得られた。また、組織的には表7に示すように100%焼戻しマルテンサイトであった。一方、C量が本発明で規定する範囲を外れる鋼Lは、強度上の問題はないが、水素遅れ割れ発生限界付加歪み $\Delta\epsilon_c$ が著しく低く、耐水素遅れ割れ特性が劣ることが確認された。

【0078】（実施例4）表6の鋼G～Lを用いて表9に示すように熱延条件および造管条件を種々変化させて電鍍鋼板を作製し、これら鋼管の引張強度および耐水素割れ特性の指標である水素遅れ割れ発生限界付加歪み $\Delta\epsilon_c$ を測定した。結果を表10に示す。

【0079】

【表9】

鋼	番号	Ar3 温度 (°C)	熱 延 条 件					造 管 条 件				組 織 焼戻し マルテン 分 率 (%)	備 考
			仕上 温度 (°C)	30% 圧下 温度 (°C)	冷却 速度 °C/s	保持 時間 (s)	巻取 温度 (°C)	板厚 t (mm)	外径 D (mm)	幅絞 り率 Q (%)	Q/ (t/D) ²		
G	7	820	850	870	90	2.3	70	2.3	38.1	3.9	1070	85	発明例
	8		890	915	120	2.7	80	2.3	31.8	8.2	1568	100	
	9		900	920	50	2.5	60	2.3	38.1	3.9	1070	60	比較例
	10		920	940	120	2.5	70	2.3	31.8	4.8	918	100	
H	11	810	860	890	90	2.2	80	3.2	31.8	11.8	1165	100	発明例
	12		850	875	125	2.0	90	2.3	34.0	10.5	2295	100	
	13		850	870	95	2.1	60	3.2	38.1	7.5	1063	100	比較例
	14		810	830	90	2.3	100	2.3	38.1	3.9	1070	60	
I	15	810	940	955	130	2.7	60	2.3	31.8	8.2	1568	100	発明例
	16		860	880	120	3.2	70	2.3	38.1	3.9	1070	100	
	17		880	900	85	2.0	60	3.2	31.8	11.8	1165	100	比較例
	18		890	910	105	2.1	90	2.3	38.1	11.8	3238	100	
J	19	800	860	880	80	>2.0	190	3.2	31.8	11.8	1165	*1	比較例
	20		890	915	120	2.3	80	2.3	38.1	3.9	1070	100	
	21		900	930	115	2.7	70	2.0	34.0	9.5	2746	100	
	22		900	930	110	2.1	60	2.0	34.0	6.5	1879	100	
	23		900	925	110	2.4	60	2.3	31.8	8.2	1568	100	
	24		880	910	105	1.1	80	2.3	38.1	3.9	1070	*2	
	25		860	910	110	2.1	70	2.0	34.0	6.5	1879	100	
K	26	800	890	910	100	2.1	60	2.0	38.1	9.6	3484	100	比較例
	27		900	925	120	2.2	60	2.3	34.0	6.5	1420	100	
	28		850	880	105	2.1	80	2.0	31.8	7.2	1820	100	
	29		860	880	105	1.3	80	2.0	34.0	6.5	1879	*2	
	30		840	865	90	2.2	100	2.3	31.8	3.9	746	100	

*1: ベイナイト100% *2: 焼入れままマルテンサイト100%

【0080】

【表10】

鋼	番 号	引張特性	耐水素遅れ割れ特性	備 考
		TS (N/mm ²)	割れ発生限界付加 歪み、 $\Delta \epsilon$ (μ)	
G	7	1040	1900	発明例
	8	1210	1900	
	9	810	1900	比較例
	10	1120	950	
H	11	1410	2860	発明例
	12	1360	2860	
	13	1320	2860	
	14	870	2860	比較例
	15	1340	950	
I	16	1270	1900	発明例
	17	1360	1900	
	18	1420	950	比較例
	19	940	1900	
J	20	1480	1900	発明例
	21	1490	1900	
	22	1510	1900	
	23	1520	1900	
	24	1510	950	比較例
	25	1500	950	
	26	1570	950	
K	27	1480	2380	発明例
	28	1510	2380	
	29	1530	950	比較例
	30	1490	950	

【0081】表10に示すように、熱延条件、造管条件が本発明の範囲内にある電縫鋼管は、引張強度が980 N/mm²で、かつ1900 μ m以上の高い水素割れ発生限界歪み $\Delta \varepsilon_c$ が安定して得られる。また、組織的には表9に示すように80%以上の焼戻しマルテンサイトとフェライトからなる複合組織であった。一方、熱処理条件、造管条件が本発明の範囲外の試料では、引張強度が不足したり、水素遅れ割れ発生限界付加歪み $\Delta \varepsilon_c$ が950 μ mと低く、かつ安定した $\Delta \varepsilon_c$ の値が得られなかった。

【0082】（実施例5）表11に示すM～Sの7種の鋼を溶製し、表12に示す方法で31.8mm ϕ ×1.6mm tの電縫鋼管を作製した。これらの鋼管を0.1N塩酸中に200時間浸漬し、浸漬前後で引張試験を行い残留強度率を求め、耐久性の指標とした。なお、残留強度率(%)は前述した方法で求めた。その結果を表13に示す。

【0083】

【表11】

(wt. %)

鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Cu	Cr	Ni	Mo	Ti	B	N	
M	0.15	0.35	1.78	0.01	0.005	0.03	0.015	0.22	0.02	tr	tr	tr	tr	0.002	発 明 例
N	0.15	0.36	1.40	0.02	0.003	0.02	0.014	0.40	0.01	tr	tr	0.01	0.001	0.003	
O	0.17	0.41	1.80	0.01	0.003	0.03	0.020	0.16	0.01	tr	tr	tr	tr	0.004	
P	0.17	0.33	1.35	0.01	0.001	0.03	0.016	0.15	tr	tr	tr	0.01	0.001	0.002	
Q	0.17	0.41	1.82	0.01	0.002	0.03	tr	0.14	0.42	tr	tr	0.01	0.001	0.003	
R	0.17	0.40	1.50	0.01	0.003	0.03	tr	tr	0.03	tr	tr	tr	tr	0.003	比 較 例
S	0.23	0.37	1.90	0.01	0.002	0.03	tr	tr	0.03	tr	tr	tr	tr	0.003	

【0084】

【表12】

α	スラブ→熱延（インライン焼入れ焼戻し）→スリット→造管
β	スラブ→熱延→連続焼鈍（インライン焼入れ焼戻し）→スリット→造管
γ	スラブ→熱延→冷延→連続焼鈍（インライン焼入れ焼戻し）→スリット→造管
δ	スラブ→熱延→スリット→造管→焼入れ焼戻し
ε	スラブ→熱延→冷延→焼鈍→スリット→造管→焼入れ焼戻し

【0085】

【表13】

番号	鋼	製造方法	マルテンサイト 分 率 (%)	浸漬試験前 のTS (N/mm ²)	浸漬試験後 のTS (N/mm ²)	残留強度率 (%)	
1	M	α	80	1220	1040	85	発明例
2	M	γ	100	1420	1180	83	
3	M	δ	100	1400	1200	86	
4	N	α	80	1410	1300	92	
5	N	γ	100	1230	1110	90	
6	N	δ	100	1380	1210	88	
7	O	α	100	1530	1250	82	
8	O	γ	100	1520	1260	83	
9	O	δ	100	1470	1180	80	
10	O	ϵ	100	1550	1260	81	
11	P	α	100	1450	1190	82	
12	P	β	100	1520	1260	83	
13	P	γ	100	1550	1240	80	
14	P	δ	100	1540	1260	82	
15	Q	α	100	1560	1260	81	
16	Q	δ	100	1530	1250	82	
17	R	α	100	1380	990	72	比較例
18	R	β	100	1420	1040	73	
19	R	γ	100	1500	1110	74	
20	R	δ	100	1510	1120	74	
21	R	ϵ	100	1500	1080	72	
22	S	α	80	1320	920	70	
23	S	γ	100	1570	—	遅れ破壊割れ	
24	S	δ	100	1550	1010	65	

【0086】表13から明らかなように、鋼組成と組織とにおいて本発明で規定された条件を満たしている発明例の電縫鋼管は引張強度が 1180 N/mm^2 以上でかつ残留強度率が高く、優れた耐久性を有することが確認された。

【0087】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、ドインパクトビームなどの自動車部品、機械構造用部材、土木建築用部材に用いられる引張強度 980 N/mm^2 以上の耐水素遅れ割れ特性に優れた構造用超高張力電縫鋼管を、低コストで製造することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】Cu添加量と割れ発生限界付加歪み変化量との関係を示す図。

【図2】Ni添加量と割れ発生限界付加歪み変化量との関係を示す図。

【図3】 $Q/(t/D)^2$ と水素遅れ割れ発生限界付加歪みとの関係を示す図。

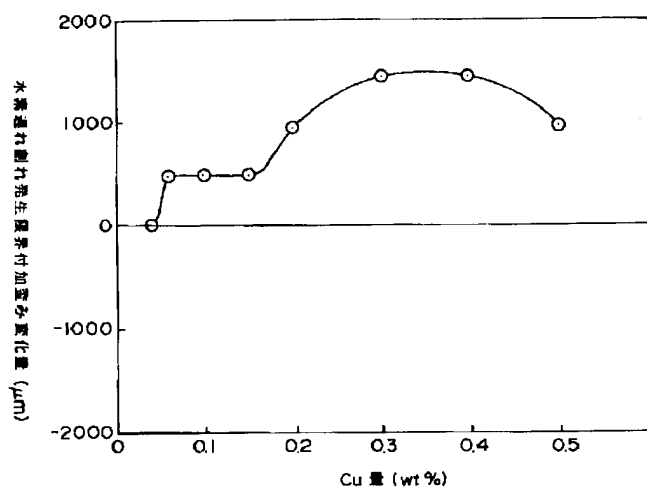
【図4】 $150\sim 250^\circ\text{C}$ の温度範囲における保持時間と水素遅れ割れ発生限界付加歪み $\Delta\epsilon_c$ との関係を示す図。

【図5】Cu添加量と腐食試験後の残留強度率の関係を示す図。

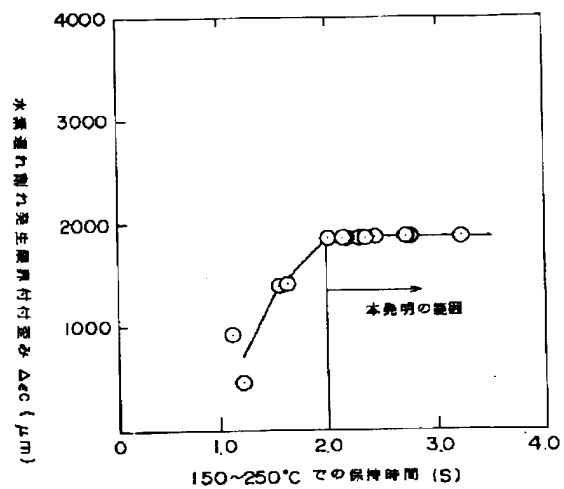
【図6】Ni添加量と腐食試験後の残留強度率の関係を示す図。

【図7】Mo添加量と腐食試験後の残留強度率の関係を示す図。

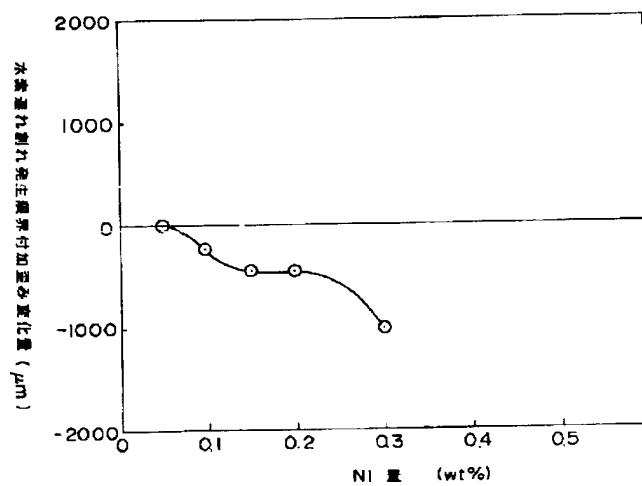
【図1】



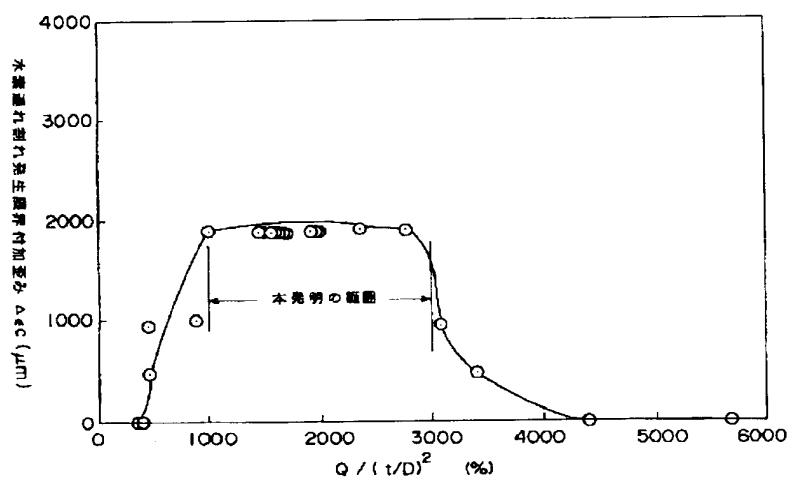
【図4】



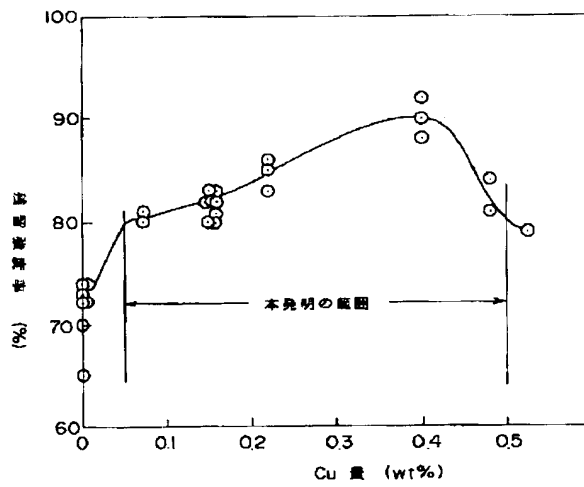
【図2】



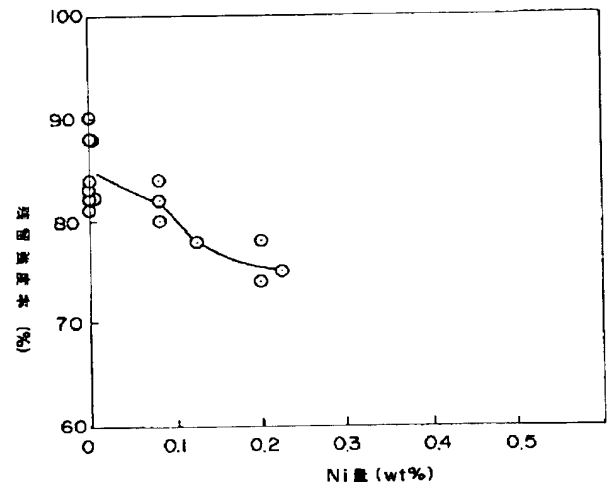
【図3】



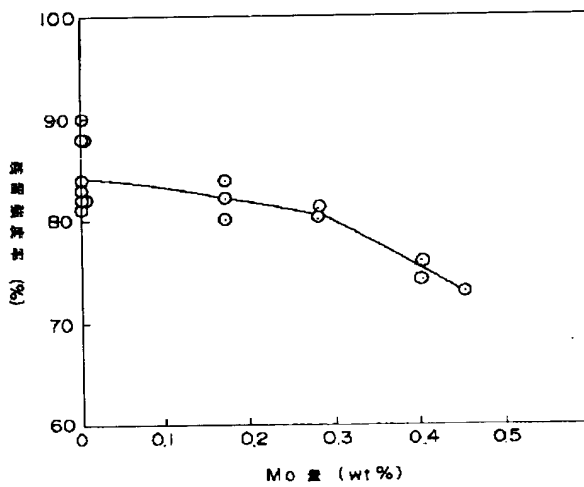
【図5】



【図6】



【図7】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁶
C 2 2 C 38/58

識別記号 庁内整理番号

F I
C 2 2 C 38/58

技術表示箇所